ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ بر پایهٔ Al-Zn-Mg-Cu فرآوری شده در حالت نیمه جامد توسّط روش مارپیچ دوقلو*

سید رضا دامادی[۱] رسول آذری خسروشاهی[۲] مسعود امامی قمی [۳]

چکیده

در پژوهش حا ضر یک آلیاژ فوق م ستحکم آلومینیم بر پایهٔ Al-Zn-Mg-Cu تو سّط فناوری جدید مارپیچ دوقلو در سرعت‌های دورانی مختلف با ک سر جامدهای متفاوت در زمان فرآیندی ثابت اک سترود شد. به کمک منحنی‌های ترمودینامیکی ترکیب شیمیایی ا سمی Al-14Zn-9Mg-5.2Cu و بازهٔ دمایی ٤٧٠ الی ٤٩٨°C برای رئواک ستروژن تعیین گردید. مطالعات ریز ساختاری تو سّط میکرو سکوپ‌های نوری و الکترونی روب شی گ سیل میدانی صورت پذیرفته ا ست. ریز ساختار بهینه در دمای ٤٧٤ °C و سرعت دورانی ٤٥٠ دور بر دقیقه برای مارپیچ‌ها به د ست آمد. به‌و سیلهٔ این فناوری نوین، اندازه دانه متوسّط به ١٦ میکرومتر و کرویت به ۰/۸۹ ر سیده شد. در این شرایط فرآوری، ا ستحکام تسلیم، ا ستحکام کششی و درصد ازدیاد طول به ترتیب ٦٢١، ٦٨٠ مگاپاسکال و ۱۰/۱٪ به دست آمدند.

واژه‌های کلیدی نیمه جامد، آلیاژ فوق مستحکم، مارپیچ دوقلو، ترمودینامیک.

Microstructure and Mechanical Properties of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Processed in Semi-Solid State by Means of Twin Screw

S. R. Damadi R. Azari Khosroshahi M. Emamy

Abstract

In this study a super high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy was rheo- extruded by a co-rotating twin-screw extruder with different solid fractions and rotation speeds. Nominal composition of Al-14Zn-9Mg-5.2Cu and process temperature interval was thermodynamically determined. FESEM and optical microscopes were used to investigate micro structural features. Optimized combination of strength and ductility was obtained at 0.6 solid fraction and 450 rpm for screws. The mechanical properties of the rheo- extruded samples at these conditions were: UTS of 682, 621MPa 0.2% proof stress and 10% elongation.

Key words Twin-screw extruder, Semi-solid, Thermodynamic, Rheo-extrusion, Super high-strength aluminum alloy.

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۵/۳/۳۰ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۵/۸/۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانش آموخته دکتری گروه مهندسی مواد دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

(۲) نویسنده مسئول، استاد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران

(۳) استاد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه تهران

Email: rakhosroshahi@gmail.com

DOI: 10.22067/ma.v30i2.53138

مقدمه

در دهۀ اخیر مطالعات بسیاری بر روی آلیاژهای فوق مستحکم سِری ۷۰۰۰ آلومینیم انجام شده است. محدودیّت‌های بسیاری برای اکسترود این آلیاژها در حال حاضر وجود دارد. فرایند اکستروژن معمول شامل مراحل پیچیده، پرهزینه و پرمصرف آماده‌سازی بیلت یا میل‌گردها، پیش‌گرمایش و اکستروژن است؛ به‌علاوه، عیوبی مانند عیوب سطحی و پوسته‌شدن در این فرآیندها به وجود می‌آید [1]. اخیراً، روش‌های نیمه جامد به‌عنوان جایگزین مناسبی برای فرآیندهای شکل‌دهی این آلیاژها مورد بررسی قرار گرفته‌اند [2,3]. فرآوری فلزات در حالت نیمه جامد از سال ۱۹۷۱ به‌عنوان یکی از زمینه‌های اصلی برای ایجاد ریزساختار ریز، کروی و یکنواخت شناخته شده است [4-9].

روش‌های «رئو» یکی از گروه‌های اصلی فرآیندهای نیمه جامد است که مذاب فلز تا دمای مورد نظر سرد شده و در آن دما نگه داشته می‌شود به‌طوری‌که در این زمان، تحت برش نیز قرار می‌گیرد. فن و همکارانش [10,11] روشی نوین برای اکستروژن در حالت نیمه جامد با نام مارپیچ دوقلو ابداع نمودند که نرخ برش بسیار بالا و تلاطم از ویژگی‌های جریان سیّال در این روش است. این روش جدید دارای مزایایی از قبیل مصرف انرژی بسیار پایین، سیّالیّت بالای آلیاژ در حالت نیمه جامد و پایین بودن میزان اصطکاک بین قالب و محصول است. به کمک این فناوری می‌توان ریزساختار ریز، کروی و همگن را به‌طور مستقیم از مذاب اوّلیه به دست آورد.

در این روش، مذاب آلیاژ در داخل محفظۀ دستگاه در یک دمای ثابت توسّط دو مارپیچ کاملاً درگیر با یکدیگر تحت برش قرار می‌گیرد. در چند ثانیه، مذاب ورودی تبدیل به یک مخلوط نیمه جامد شده و بین دو مارپیچ و محفظۀ دستگاه برش می‌خورد. در این فناوری دمای کاری، سرعت دورانی و زمان برش به‌عنوان سه پارامتر فرآیندی می‌توانند بر خواص محصول نهایی اثرگذار باشند [11].

افزایش سرعت دورانی مارپیچ‌ها باعث افزایش نرخ کرنش برشی، $\dot{\gamma}$، مطابق رابطۀ ذیل می‌شود [11]:

$$\dot{\gamma} = \pi N \left(\frac{D}{G} - 2\right) \qquad (۱)$$

N سرعت دورانی، D قطر بیرونی مارپیچ‌ها و G فاصله مابین مارپیچ و بدنه داخلی محفظۀ دستگاه است.

همچنین قابلیّت شکل‌پذیری در حالت نیمه جامد و خواص نهایی آلیاژ به‌شدّت وابسته به چند پارامتر ترمودینامیکی است. محقّقین [12,13] حساسیّت دمایی کسر جامد (Temperature sensitivity of solid) (T.S) به‌عنوان مهم‌ترین پارامتر ترمودینامیکی اثرگذار بر فرآوری آلیاژ در حالت نیمه جامد معرفی کرده‌اند. این پارامتر تابع ترکیب شیمیایی و دما بوده و به‌صورت $-{dfs}/{dT}$ قابل تعریف است. به‌منظور افزایش قابلیّت فرآوری یک آلیاژ در حالت نیمه جامد باید میزان T.S در آن آلیاژ کمترین مقدار باشد؛ زیرا در این صورت با نوسانات جزئی دما در حین فرآیند کسر جامد به مقدار بسیار جزئی تغییر پیدا خواهد کرد.

لیو و همکارانش [14] مقدار عددی $۰/۰۱۵\ K^{-1}$ را به‌عنوان مقدار بهینه برای فرآوری در حالت نیمه جامد توسّط دستگاه مارپیچ دوقلو پیشنهاد دادند. اساساً تعیین مقادیر مرزی برای پارامترهای ترمودینامیکی، مستقل از نوع آلیاژ بوده و بیشتر تابع دقّت کنترل دمایی در فرآیند است. همچنین تحقیقات صورت گرفته نشان داده است که برای فرآیند رئواکستروژن کسر جامد ۰/۵–۰/۷ مناسب‌ترین بازۀ است به‌طوری‌که میزان T.S آلیاژ باید در این بازۀ از کسر جامد اندازه‌گیری گردد [10].

کاماچو و همکارانش [15] قابلیّت فرآوری نیمه جامد چند آلیاژ تجاری گروه ۷۰۰۰ آلومینیم را با قابلیّت چند آلیاژ توسعه داده شده به‌صورت تئوری مقایسه نمودند. نتایج این تحقیقات نشان داده است که نسبت Zn/ (Mg+Cu) و مجموع Zn+Mg+Cu اثر قابل توجهی بر روی قابلیّت فرآوری در حالت نیمه جامد و فازهای تعادلی دارند.

در پژوهش حاضر، یک آلیاژ فوق مستحکم سری ۷۰۰۰ آلومینیم با قابلیّت فرآوری بالا به‌منظور اکسترود توسّط دستگاه مارپیچ دوقلو طراحی شده و به‌منظور تعیین بازۀ دمایی دقیق فرآیند، یک پارامتر ترمودینامیکی جدید معرفی شده است. همچنین اثر سرعت دورانی و دمای فرآیند به‌عنوان پارامترهای فرآیندی بر ریزساختار، رفتار انجمادی مخلوط نیمه جامد و خواص مکانیکی محصولات رئو اکسترود شده به تفضیل مورد مطالعه قرار گرفتند.

مواد و روش تحقیق

ذوب اولیه از شمش های خالص تجاری آلومینیم، روی، منیزیم و مس در یک بوته گرافیتی توسّط یک کورهٔ مقاومتی تحت حفاظت گاز آرگون تهیه شد. ترکیب شیمیایی مذاب (Al-14Zn-9Mg-5.2Cu wt.%) توسط ارزیابی های ترمودینامیکی انتخاب گردید که در ادامه به تفصیل توضیح داده خواهد. تمام ذوب ها در فوق ذوب$50^{o}C$ به مدّت ۱ ساعت برای همگن شدن مذاب نگه داشته شد. به دلیل نبود پایگاه داده این رده آلیاژها در دستگاه‌های آنالیز کوانتومتری، ترکیب شیمیایی آلیاژ تهیه شده به کمک روش طیف سنجی جذب اتمی با دستگاه shimadzu در شرکت خالص سازان روی زنجان انجام پذیرفت. ترکیب شیمیایی به‌دست‌آمده در جدول (۲) آورده شده است.

جدول (۲) ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد مطالعه

عنصر	Zn	Mg	Cu	Al
درصد وزنی	۱٤/۳	۸/۹	۵/۲	باقیمانده

سپس مذاب آلیاژ در داخل تغذیه‌کنندهٔ تعبیه‌شده در بالای دستگاه مارپیچ دوقلو ریخته می‌شود. شکل (۱- الف و ب) تصاویر شماتیک اکسترو در مارپیچ دوقلو و شکل (ج) ابعاد داخلی محفظهٔ دستگاه را نشان می‌دهد. مذاب توسّط تغذیه‌کننده وارد محفظهٔ دستگاه شده و در عرض چند ثانیه به مخلوط نیمه جامد با درصد جامد مشخص تبدیل می‌شود. به کمک سیستم گرمایش و سرمایش موازی نصب‌شده در اطراف محفظهٔ فرآیند، دقّت کنترل دمایی دستگاه در حدود ۱ ± درجه سانتی‌گراد است. دما توسّط ترموکوپل‌های نوع K- 1.2 mm نصب‌شده در ۵ منطقه از دستگاه به سیستم کنترل مرکزی انتقال داده می‌شود. محل قرارگیری ترموکوپل‌ها طوری طراحی شده است که در داخل بدنهٔ اصلی دستگاه قرار گرفته و با محفظهٔ اصلی فرآیند ۱۰ میلی‌متر فاصله داشته باشد. همان‌طور که در شکل (۱–ب) دیده می‌شود دستگاه دارای ٤ منطقهٔ حرارتی و یک حوضچه تغذیه‌کننده است که برای هرکدام از این نواحی یک ترموکوپل در نظر گرفته شده است. کلیّهٔ فرمان‌های گرمایش، سرمایش و حرکت مارپیچ‌ها توسّط سیستم الکترونیکی مرکزی داده می‌شود.

مخلوط نیمه جامد آلیاژ توسّط دو عدد مارپیچ هم‌جهت که با فاصله ۰/۸ میلی‌متر نسبت به هم قرارگرفته‌اند، به سمت جلو رانده می‌شود. همچنین در اثر چرخش هم‌جهت این مارپیچ‌ها مخلوط نیمه جامد با نرخ بسیار بالایی تحت برش قرار می‌گیرد. درنهایت مخلوط نیمه جامد برش‌خورده به سمت قالب فشرده‌شده و میلگرد نهایی اکسترود می‌شود. آلیاژ فرآوری شده درنهایت در آب کوئنچ شد. برای بررسی قابلیّت فرآوری آلیاژ در حالت نیمه جامد سه کسر جامد ۰/۵، ۰/۵۵ و ۰/٦ در نظر گرفته شدند. زمان فرآوری برای همهٔ نمونه‌ها ۲۵ ثانیه بود.

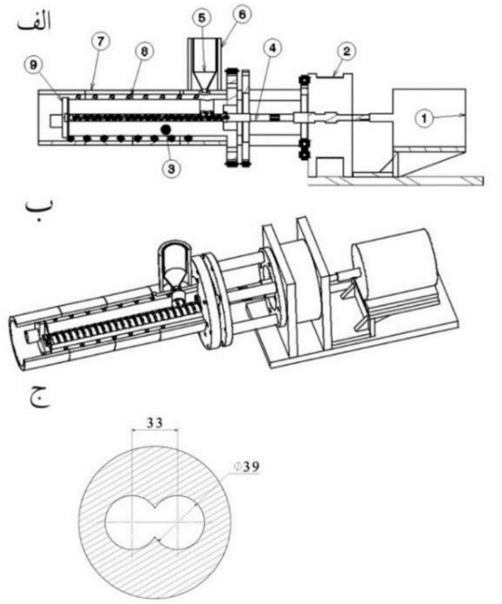
به‌منظور عملیات حرارتی T6 نمونه های کشش تهیه شده، در دمای $360\ ^{o}C$ به مدّت ٤ ساعت آنیل محلولی شده و به دنبال آن در آب کوئنچ شدند که درنهایت به‌منظور پیرسختی تک‌مرحله‌ای در دمای $120\ ^{o}C$ به مدّت ٢٤ ساعت نگه داشته شدند. نمونه‌های متالوگرافی از سطح مقطع میلگردهای اکسترودی بریده و سمباده و پولیش زده شدند. اچ شیمیایی توسّط محلول Keller انجام پذیرفت. ریزساختار نمونه‌ها توسّط میکروسکوپ نوری Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی Tescan مورد بررسی قرار گرفت.

اندازه دانه متوسط و میزان کرویت دانه ها توسط نرم‌افزار آنالیز تصویر CLEMEX بررسی شد. روابط به کار گرفته شده برای این کمّیت‌ها در ذیل آورده شده‌اند:

$$SF = \frac{4\pi A}{P^2} \qquad (۲)$$

$$d = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \qquad (۳)$$

در روابط فوق، SF پارامتر شکل دانه‌ها است که برای دانهٔ کروی عدد ۱ به دست می‌آید. d اندازهٔ دانه، A و P به ترتیب مساحت و محیط یک دانه می‌باشند. برای محاسبهٔ مقادیر فوق در هرکدام از نمونه‌ها، حداقل ۵۰ دانه توسط نرم‌افزار مورد بررسی قرار گرفت.



شکل (۱) تصویر شماتیکی دستگاه اکسترودر مارپیچ دوقلو، الف) مقطع دستگاه ۱- الکتروموتور،۲- گیربکس دوقلو کننده، ۳-محفظهٔ دستگاه، ٤- مارپیچها، ٥- تغذیه‌کننده ذوب، ٦- هیتر تغذیه‌کننده، ٧- المنت‌های حرارتی، ٨- سیستم خنک کاری، ٩- قالب، ب) نمایش سه‌بعدی برش خورده دستگاه، ج) ابعاد داخلی محفظهٔ دستگاه بر حسب میلی‌متر

آزمایش کشش توسّط دستگاه INSTRON با نرخ کشش ۱ میلی‌متر در دقیقه با نمونه‌های کشش استوانه‌ای مطابق استاندارد ASTM B557 M-02a با طول سنجه ۲۵ میلی‌متر و قطر ۵ میلی‌متر انجام شد. برای هر مورد ٤ نمونه کشش تهیه و متوسّط اعداد به‌عنوان نتیجه گزارش شد.

آنالیز ترمودینامیکی توسّط نرم‌افزار ترمودینامیکی Thermo- Calc AB Version 2.2.1.1 با پایگاه داده SGTE V15 Calphad- TCER– انجام شد. به دلیل سرعت سرمایش بسیار بالا و نرخ کرنش برشی زیاد در حین انجماد، شرایط انجماد به‌صورت غیر تعادلی در نظر گرفته‌شده و درنتیجه از رابطهٔ غیرتعادلی شایل (Scheil) استفاده شده است [12,15,16]. در بررسی‌های انجام‌شده در گروه آلیاژی مورد مطالعه، فقط ترکیب بین فلزی $MgZn_2$ در نظر گرفته‌شده و از سایر ترکیبات بین فلزی که مقدار آن‌ها بسیار کم است صرف‌نظر شده است.

نتایج و بحث

تحلیل نتایج ترمودینامیکی

ترکیب شیمیایی و داده‌های ترمودینامیکی برای تعدادی از آلیاژهای مستحکم و فوق مستحکم Al-Zn-Mg-Cu در جدول (۱) ارائه‌شده‌است. جدول (۱) به دو گروه اصلی تقسیم شده است. گروه اول شامل سه آلیاژ با مجموع عناصر آلیاژی ثابت ۱۷/٥ درصد است که آلیاژ ۱ به‌عنوان یک آلیاژ فوق مستحکم توسّط برخی محقّقین مورد مطالعه قرارگرفته است [2,3]. دیگر آلیاژها در این گروه بر اساس ثابت نگه‌داشتن مجموع عناصر طراحی شد. گروه دوم آلیاژی در این جدول شامل سه آلیاژ با ثابت نگه‌داشتن نسبت Zn/(Mg+Cu) برابر با عدد ۱ طراحی شد. آلیاژ ٤ در این گروه معادل آلیاژ تجاری ۷۰۷٥ است. مطابق جدول ۱ آلیاژهای ۱ و ٦ کمترین T.S. را به ترتیب در گروه‌های ۱ و ۲ دارا می‌باشند. همان‌طور که در بالا اشاره شد بهینه‌ترین کسر جامد برای رئواکستروژن ۰/۷–۰/٥ است که درنتیجه پیش‌بینی می‌شود آلیاژ ٦ مناسب‌ترین آلیاژ برای رئواکستروژن باشد.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی و اطلاعات ترمودینامیکی برای چند آلیاژ گروه Al-Zn-Mg-Cu مقادیر عناصر بر حسب درصد وزنی است

	Zn	Mg	Cu	Zn/(Mg+Cu)	Zn+Mg+Cu	ΔT(۰/۳–۰/٥)	ΔT(۰/٥–۰/۷)	T.S @ ۰/٤	T.S@ ۰/٦
۱	۱۲	۳	۲/٥	۲/۲	۱۷/٥	۱٤	۳٤	۰/۰۱٤	۰/۰۰٦
۲	۱٤/٥	۲	۰/۹	٥	۱۷/٤	۱۱	۲٥	۰/۰۱۸	۰/۰۰۹
۳	۱٦	۱	۰/٥	۱۰/۷	۱۷/٥	۱۰	۲۰	۰/۰۲٥	۰/۰۱
٤	٤/۸	۲/۸	۱/٤	۱/۱	۹	۱۰	۱۹	۰/۰۲٥	۰/۰۱۳
٥	۸	٥	۳	۱	۱٦	۱۷	٤۰	۰/۰۱۳	۰/۰۰٦
٦	۱٤	۹	٥/۲	۱	۲۸/۲	٤٦	٤۸	۰/۰۰٥	۰/۰۰۲

منحنی انجمادی برای شش آلیاژ آورده شده در جدول (۱) توسّط نرم‌افزار ترمودینامیکی محاسبه و ترسیم شدند که در شکل‌های (۲- الف و ب) آورده شده است. در شکل (۲) منحنی انجماد غیر تعادلی شایل برای سه آلیاژ با مجموع عنصر آلیاژی ۱۷/۵٪ و نسبت متغیر Zn/(Mg+Cu) (شکل ۲- الف) و سه آلیاژ با نسبت ثابت Zn/(Mg+Cu) =1 مجموع عنصر آلیاژی متغیر (شکل ۲- ب) نشان داده شده است. رابطهٔ ریاضی مربوط به تئوری انجمادی شایل:

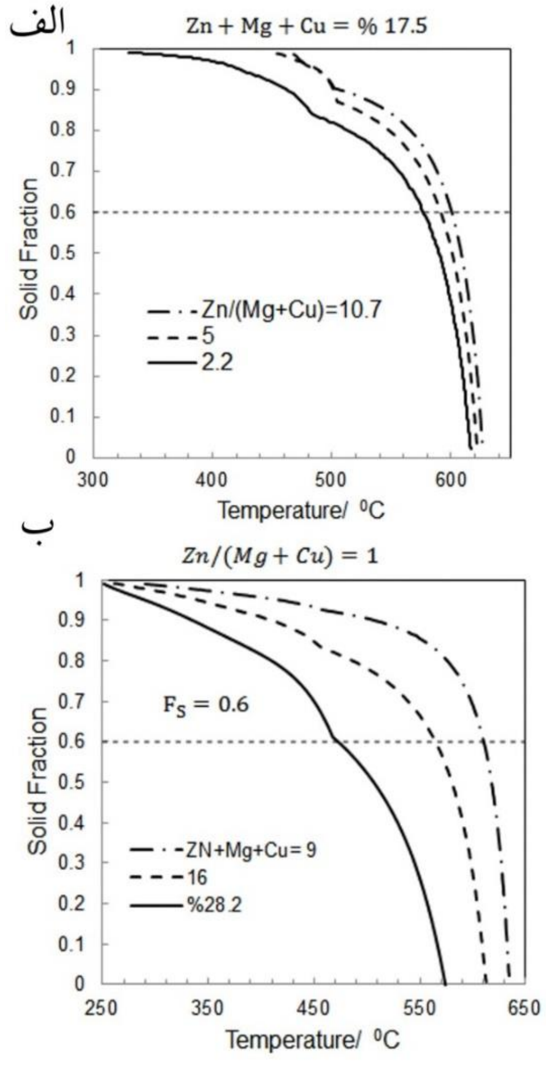
$$f_s = 1 - \left(\frac{T_s - T}{T_s - T_l}\right)^{1/(K-1)} \qquad (٤)$$

که fs میزان کسر جامد، Ts دمای سالیدوس، T_l دمای لیکوئیدوس و k ضریب جدایش است.

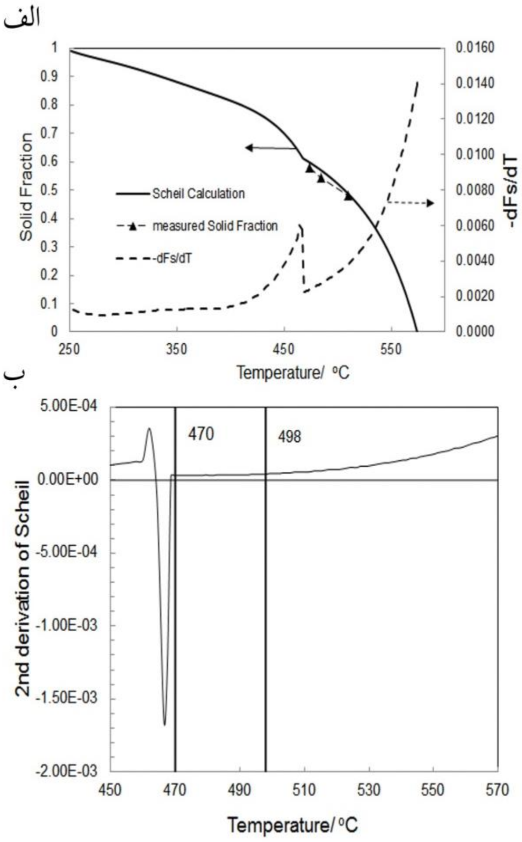
با توجه به منحنی‌های موجود، در کسر جامد ثابت، زمانی که مجموع عنصر آلیاژی بیشترین مقدار خود و نسبت Zn/(Mg+Cu) کمترین مقدار خود را دارا می‌باشند کمترین T.S. حاصل می‌گردد. بر اساس تحقیقات هان [16] دمای فرآیندی بهتر است کمی بالاتر از نقطه یوتکتیک باشد تا کمترین حساسیّت دمایی حاصل گردد. با بررسی منحنی‌ها و اعداد مندرج در جدول (۱) آلیاژ ٦ به‌واسطه T.S. پایین و نزد یک بودن محدوده کسر جامد ۰/٦ -۰/٤ به نقطه یوتکتیک به‌عنوان بهترین آلیاژ برای رئواکستروژن انتخاب و آزمایش‌های عملی بیشتر روی آن انجام پذیرفت.

نمودار شایل و T.S. (مشتق اوّل نمودار شایل) برای آلیاژ ٦ درشکل(۳- الف) و مشتق دوم نمودار شایل در شکل (۳- ب) نشان داده شده است. با کاهش دما تا نقطه یوتکتیک حساسیت دمایی کم شده و به حداقل مقدار خود در دمایی کمی بالاتر از یوتکتیک می‌رسد. در نقطهٔ یوتکتیک T.S. شدیداً افزایش پیدا می‌کند. سپس بعد از دمای یوتکتیک با کاهش دما دوباره میزان حساسیت دمایی تا اتمام انجماد کاهش می‌یابد. شکل(۳- ب) نشان دهندهٔ محدودهٔ دمایی است که .T.S حداقل مقدار، رفتاری خطی و پایدار دارد.

برای تعیین کران بالای این محدوده، مقدار عددی ۵*۱۰⁻⁵ در نظر گرفته شده است. بر این اساس بازهٔ بهینه دمایی برای اکستروژن آلیاژ ٦، ٤٧۰ °C -٤٩٨ تعیین شد که می توان انتظار داشت قابلیّت فرآوری در حالت نیمه جامد در این بازهٔ دمایی بالاتر خواهد بود. بنابراین برای بررسی قابلیّت فرآوری آلیاژ، دماهای ٤٧٤°C و ٤٨٤°C در داخل و دمای ۵۱۰ °C خارج از این بازهٔ تعیین گردیدند. اساساً انتظار می‌رود ریزساختار حاصل از رئواکستروژن در داخل این بازهٔ دمایی ریزدانه و کروی‌تر باشد.



شکل (۲) منحنی‌های انجماد غیر تعادلی (شایل) الف) آلیاژهای ۱،۲،۳ که هر سه دارای ۱۷/۵٪ وزنی مجموع عنصر آلیاژی می‌باشند. ب) آلیاژهای ٤،۵ و ٦ که دارای نسبت Zn/(Mg+Cu) =1 می‌باشند

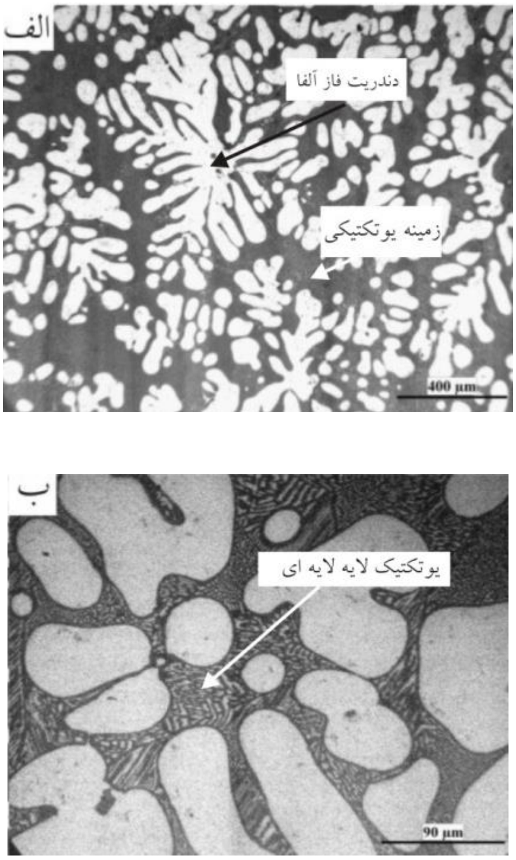


شکل (۳) الف) نمودار منحنی شایل، حساسیّت کسر جامد و میزان کسر جامد اندازه‌گیری شده برای نمونه‌های رئو اکسترود شده آلیاژ ٦ در سه دمای ٤٧٤، ٤٨٤ و°C ٥١٠، ب) نمودار مشتق دوم کسر جامد- دما که نشان دهندۀ بازۀ دمایی پایدار برای فرآوری در حالت نیمه جامد است

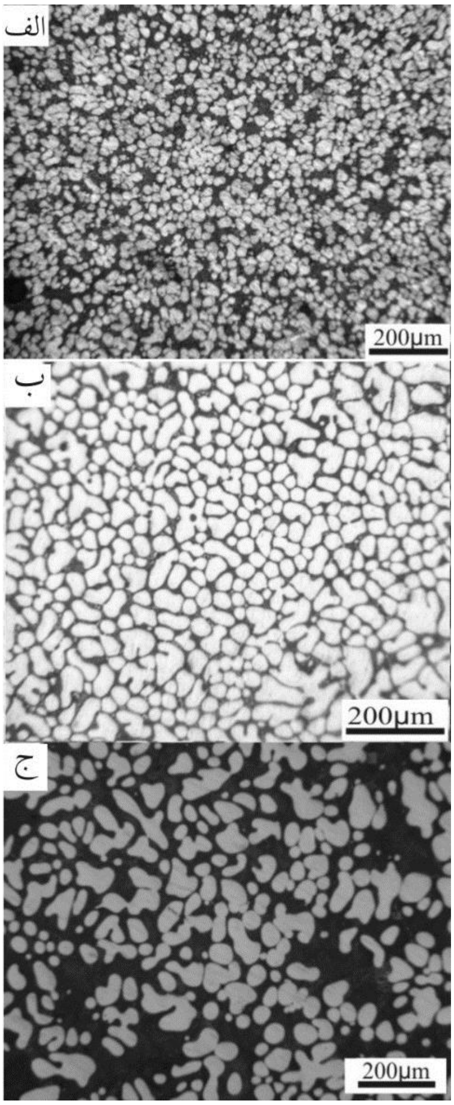
رئو- اکسترود آلیاژ مورد مطالعه در شرایط مختلف

همان‌طور که درشکل (۳-الف) دیده می‌شود میزان کسر جامد اندازه‌گیری شده از نمونه‌های رئو اکسترود شده در سه دمای فوق‌الذکر با منحنی تئوری شایل مطابقت خوبی دارد. ریزساختار حاصل از ریخته‌گری معمولی آلیاژ ٦ در داخل قالب فلزی درشکل (٤) نشان داده شده است. ریزساختار کاملاً دندریتی بوده و متوسّط اندازه شاخه‌های دندریتی بالای ۳۰۰ میکرومتر است که در داخل زمینه یوتکتیکی دیده می‌شود. در این آلیاژها یوتکتیک متشکل از فاز آلومینیم آلفا و فاز بین فلزی $MgZn_2$ η است [3].

آلیاژ ٦ در سه دمای تعیین‌شده با سرعت‌های دورانی مختلفی رئو اکسترود شد که درشکل (٥) ریزساختار حاصل با حداکثر سرعت دورانی در هر دما نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود ریز و کروی‌ترین ریزساختار مربوط به رئواکستروژن در ٤٧٤°C معادل ٦٠٪ جامد با سرعت دورانی ٤٥٠ دور بر دقیقه بوده (شکل ٥- الف) و برعکس نامناسب‌ترین ریزساختار مربوط به ٥١٠ °C معادل ٥٠٪ جامد (شکل ٥- ج) است. با توجه به شکل، بالا بودن سرعت دورانی در ٥١٠ °C نتوانسته ریزساختار را ریز و کروی نماید.



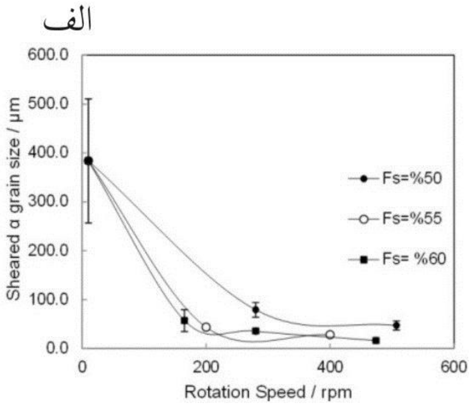
شکل (٤) ریزساختار آلیاژ مورد مطالعه پس از ریخته‌گری معمولی در قالب فلزی در دو بزرگنمایی مختلف، ریزساختار شامل دندریت‌های درشت در زمینه یوتکتیکی است

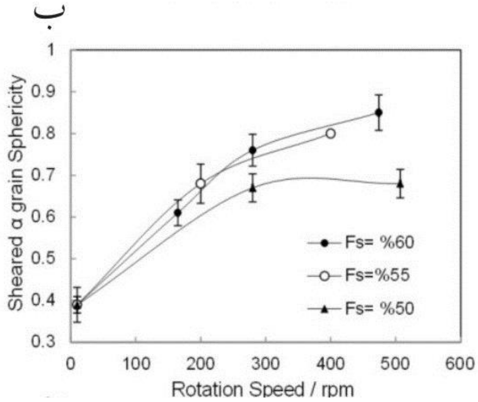


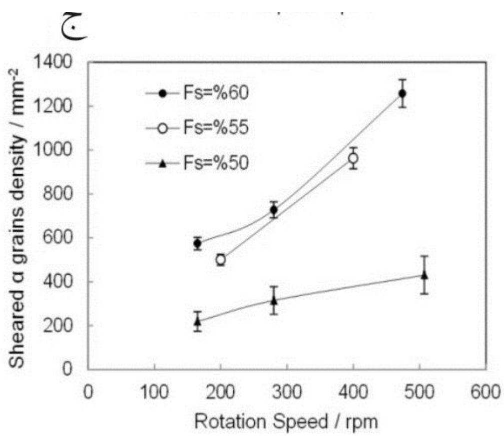
شکل (۵) ریزساختار نوری آلیاژ ٦ رئو اکسترود شده در سه کسر جامد مختلف با بیشترین سرعت دورانی، الف) کسر جامد ۰/٦ و ٤٥۰ دور بر دقیقه، ب) کسر جامد ۰/٥٥ و ٤٥٥ دور بر دقیقه و ج) کسر جامد ۰/٥ و ٥٥۰ دور بر دقیقه

اثر پارامترهای فرآیندی بر ریزساختار

نتایج بررسی‌های ریزساختاری درشکل (٦) نشان داده شده است. با افزایش سرعت دورانی اندازه دانه ابتدا به‌شدّت کاهش‌یافته و سپس تقریباً ثابت باقی‌مانده است که کوچک‌ترین اندازه دانه، ١٦ میکرومتر، مربوط به نمونه دارای ٦۰٪ جامد بوده اس تشکل (٦– الف). افزایش سرعت دورانی همچنین باعث افزایش کرویت دانه‌های منجمد شده در داخل دستگاه شده است. همان‌طور که درشکل (٦–ب) دیده می‌شود در نمونه‌های دارای ٥٥٪ و ٦۰٪ جامد با افزایش سرعت دورانی کرویت افزایش می‌یابد درحالی‌که در نمونه دارای ٥۰٪ جامد، کرویت در حدود ۰/٦٨ ثابت باقی‌مانده است. همچنین افزایش سرعت دورانی تأثیر قابل‌ملاحظه‌ای بر چگالی سطحی دانه‌ها در نمونه‌های دارای ٥٥٪ و ٦۰٪ جامد داشته و در مقابل در نمونه دارای ٥۰٪ جامد همان‌طور که در شکل (٦– ج) دیده می‌شود، افزایش سرعت دورانی اثر چندانی در چگالی سطحی دانه‌ها ندارد. بر اساس نتایج دیده می‌شود که ریزساختار ریز، کروی و همگن برای آلیاژ ٦ در دماهای C° ٤٧٤ و C° ٤٨٤ به ترتیب معادل ٦۰ و ٥٥٪ جامد می‌تواند به وجود بیاید. بنابراین مطابق با پیش‌بینی ترمودینامیکی، بازهٔ دمایی با کمترین و پایدارترین T.S مناسب‌ترین بازهٔ دمایی برای رئواکستروژن است.







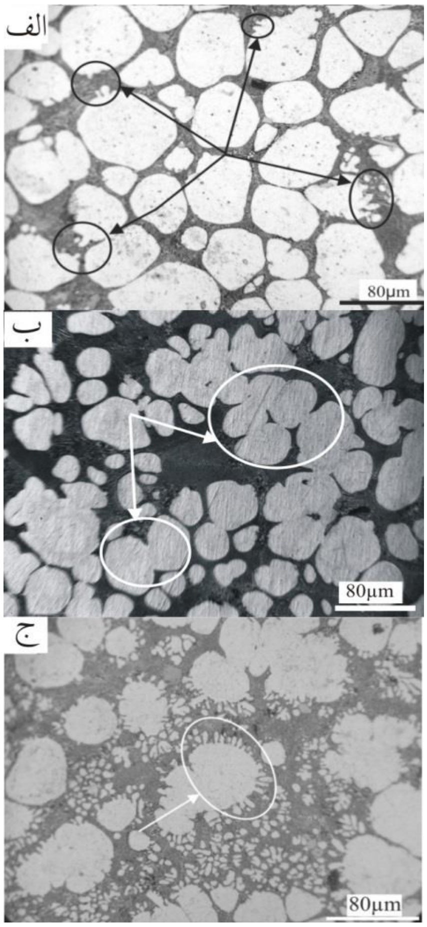
شکل (٦) تأثیر میزان سرعت دورانی بر روی پارامترهای ریزساختاری در سه کسر جامد متفاوت، الف) اثر سرعت دورانی بر روی اندازه دانه، ب) اثر سرعت دورانی بر روی میزان کرویت و ج) اثر سرعت دورانی بر روی چگالی سطحی دانه‌ها

به‌منظور بررسی ارتباط بین میزان T.S. و ریزساختار انجمادی، فصل مشترک دانه‌های منجمد شده با مذاب باقیمانده (یوتکتیک) مورد بررسی قرار گرفت.

اثر حساسیّت دمایی بر ناپایداری فصل مشترک جامد/مذاب

شکل (۷– الف) نشان دهندهٔ ریزساختار نمونه رئو اکسترود شده با ۵۵٪ جامد و سرعت دورانی ۲۰۰ دور بر دقیقه است. رشد ستونی در فصل مشترک بعضی از دانه‌ها باعث کاهش جزئی کرویت شده است شکل(۷– ب). شکل (۷–ب و ج) به ترتیب نشان دهندهٔ ریزساختار آلیاژ ٦ رئو اکسترود شده با ۵۰٪ جامد و سرعت دورانی ۲۸۰ و ۵۵۰ دور بر دقیقه است. اتصال دانه‌ها و رشد ستونی دو مکانیزم برای کاهش میزان کرویت و بزرگ شدن اندازه دانه متوسّط در نمونه با ۵۰٪ جامد و سرعت دورانی پایین بوده و در مقابل در سرعت دورانی بالا اتصال دانه‌ها به میزان قابل‌ملاحظه‌ای کاهش‌یافته ولی رشد ستونی فصل مشترک هنوز وجود دارد. به همین دلیل افزایش سرعت دورانی در این دما نتوانسته است میزان کرویت را افزایش دهد. به دلیل حساسیّت بالای کسر جامد به دما در دمای^{o}C ۵۱۰، حتّی نرخ کرنش برشی بالا نیز نتوانسته تمایل به رشد ستونی فصل مشترک را کاهش دهد. طبق مطالعات فن و همکارانش [17] افزایش سرعت دورانی باعث افزایش همگنی ترکیب شیمیایی مذاب و یکنواختی دما در مخلوط نیمه جامد می‌شود که باعث تشدید نرخ جوانه‌زنی مؤثر می‌گردد. همچنین ایشان اثبات کرده‌اند که در دماهای پایین فرآیندهای رئو، نرخ جوانه‌زنی و رشد بسیار زیاد است که باعث کروی ماندن دانه‌ها می‌شود. بر اساس مطالعات یانگ و همکارانش [18] در فرآیندهای نیمه جامد دانه‌های کروی در حین رشد تا یک اندازه بحرانی به‌صورت کروی باقی می‌مانند و بعدازآن فصل مشترک جامد/ مذاب ناپایدار شده و رشد ستونی آغاز می‌شود که باعث کاهش میزان کرویت می‌گردد. بر اساس مشاهدات و بررسی‌ها در پژوهش حاضر مشاهده می‌شود که اگر T.S. در دمایی مشخص زیاد باشد اندازه شعاع بحرانی کاهش‌یافته و ناپایداری فصل مشترک جامد/ مذاب باعث رشد ستونی در فصل مشترک می‌گردد. به‌عبارت‌دیگر مشاهده این نوع رشد در فصل مشترک نشان دهندهٔ بزرگ‌تر شدن اندازه دانه‌ها از اندازه بحرانی است که در مورد نمونه‌های با کسر جامد ۰/٦ و ۰/۵۵ همان‌طور که مشاهده می‌گردد، شرایط انجماد طوری است که دانه‌ها قبل از رسیدن به‌اندازه بحرانی مسیر انجمادشان به اتمام می‌رسد.

همان‌طور که دیده می‌شود افزایش سرعت دورانی در این نمونه تقریباً هیچ تأثیری در کاهش رشد ستونی نداشته و فصل مشترک به‌صورت کاملاً ناپایدار است. همچنین همان‌طور که نشان داده شده است، در مناطقی از فصل مشترک که رشد به‌صورت ستونی است مورفولوژی فاز یوتکتیک تغییر پیدا کرده است. این تغییر مورفولوژی می‌تواند به دلیل جدایش عناصر آلیاژی به این مناطق و غنی شدن این مکان‌ها و همچنین تغییر توزیع دمایی در این منطقه باشد که باعث آرام سرد شدن مذاب در این مناطق شده باشد.

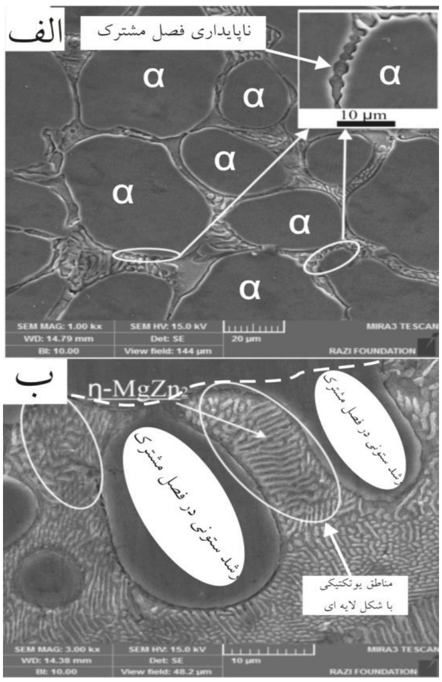


شکل (۷) تصاویر متالوگرافی نوری از مکانیزم‌های کاهش‌دهنده رئو فرمینگ آلیاژ ٦، الف) کسر جامد ۰/۵۵ و ۲۰۰ دور بر دقیقه، وجود رشد ستونی در مرزدانه‌ها، ب) کسر جامد ۰/۵ و ۲۸۰ دور بر دقیقه، به هم چسبیدگی دانه‌های متعدد و ج) کسر جامد ۰/۵ و ۵۵۰ دور بر دقیقه، رشد ستونی در دانه‌ها

شکل (۸) نشان دهندهٔ ناپایداری فصل مشترک جامد/ مذاب با جزییات بیشتر است. همان‌طور که درشکل (۸-الف) مشاهده می‌شود، حتی در نمونه رئو اکسترود شده با ۵۵٪ جامد، افزایش سرعت دورانی نتوانسته به‌طور کامل رشد ستونی را متوقف کند و این ناپایداری‌ها به‌صورت منحنی‌های سینوسی در فصل مشترک دیده می‌شود.شکل (۸- ب) نشان دهندهٔ رشد ستونی در فصل مشترک جامد/ مذاب در نمونه رئو اکسترود شده با ۵۰٪ جامد و ۵۵۰ دور بر دقیقه است. خط‌چین سفیدرنگ نشان دهندهٔ فصل مشترک قبل از شروع ناپایداری است. همان‌طور که با نوشته نیز مشخص شده است، دو برجستگی به وجود آمده از فصل مشترک نشان دهندهٔ ناپایداری می‌باشند. در بین این مناطق ناپایداری، مورفولوژی لایه‌ای یوتکتیک دیده می‌شود که کاملاً با مورفولوژی یوتکتیک در مکان‌های دیگر متفاوت است.

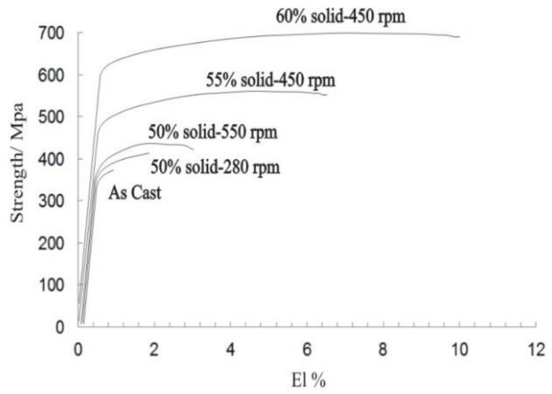
بررسی خواص مکانیکی آلیاژ مورد مطالعه

آلیاژ ٦ در شرایط ریخته‌گری معمولی به دلیل وجود عیوب ریخته‌گری، دچار شکست زودرس شد. در هر دمای رئو اکسترود، نمونه‌هایی که در بالاترین سرعت دورانی تهیه‌شده بودند برای عملیات T6 و آزمایش کشش انتخاب شدند. نمودارهای تنش مهندسی – درصد ازدیاد طول نسبی برای آلیاژ مورد مطالعه ریخته‌گری شده در قالب فلزی و نمونه‌های رئو اکسترود شده در سه کسر جامد متفاوت درشکل (۹) نشان داده شده است.



شکل (۸) تصاویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی از رشد ستونی در مرزدانه‌ها در کسر جامدهای، الف) ۰/۵۵ و ٤٥٠ دور بر دقیقه و ب) ۰/۵ و ۵۵۰ دور بر دقیقه. رشد ستونی در فصل مشترک با بیضی‌های توپر و مناطق یوتکتیکی مابین آنها با بیضی‌های توخالی مشخص شده‌اند

همان‌طور که مشاهده می‌شود خواص مکانیکی آلیاژ بسیار متأثر از درصد جامد (دمای رئواکستروژن) بوده است که بالاترین و پایین‌ترین خواص مکانیکی به ترتیب مربوط به نمونه با ٦۰٪ جامد با سرعت دورانی ٤٥۰ دور بر دقیقه و ٥۰٪ جامد با سرعت دورانی ۲۸۰ دور بر دقیقه است. خواص مکانیکی برای نمونه‌های ریخته‌گری معمولی و رئو اکسترود شده در جدول (۳) آورده شده است.



شکل (۹) نمودار تنش مهندسی- درصد ازدیاد طول برای آلیاژ مورد مطالعه ریخته‌گری شده در قالب فلزی و رئو اکسترود شده در شرایط مختلف

با توجه به مطالب ذکرشده، دانه‌های ریز، کروی و ساختار همگن حاصل از رئواکستروژن باعث افزایش خواص مکانیکی شده و برعکس ریزساختار با دانه‌هایی به هم چسبیده و وجود آثار رشد ستونی در فصل مشترک جامد/ مذاب باعث کاهش خواص مکانیکی می‌گردد. به نظر می‌رسد رشد ستونی در فصل مشترک دانه‌ها مکان‌های تمرکز تنش را افزایش داده و میزان ازدیاد طول نسبی را کاهش داده است. همچنین در اطراف دانه‌هایی که رشد فصل مشترک به‌صورت ستونی است، یوتکتیک به‌صورت درشت‌تر تشکیل‌شده شکل(۸ – ب) و جدایش عناصر آلیاژی در این مکان‌ها بیشتر می‌تواند باشد که درنتیجه ترک از این نواحی راحت‌تر تشکیل می‌گردد. همچنین مشاهده می‌گردد که در یک کسر جامد (٥۰٪) ثابت با افزایش نرخ کرنش برشی میزان استحکام کششی و کرنش شکست افزایش می‌یابد. نتایج به‌دست‌آمده بیان‌کنندهٔ این مطلب می‌باشند که بین معیارهای ترمودینامیکی مربوط به شکل‌پذیری در حالت نیمه جامد و خواص مکانیکی حاصل، ارتباط بسیار نزدیکی وجود دارد. جدول (۳) نشان می‌دهد که خواص مکانیکی بهینه، زمانی حاصل می‌گردد که آلیاژ در بازهٔ دمایی با کمترین و پایدارترین T.S. رئو اکسترود گردد. در خارج از این بازهٔ دمایی اندازه دانه افزایش‌یافته و کرویت کاهش‌یافته است که خواص مکانیکی نهایی نیز کاهش می‌یابد. به‌عبارت‌دیگر با کاهش دمای اکستروژن و افزایش میزان کسر جامد تا نزدیکی یوتکتیک استحکام کششی و درصد ازدیاد طول به دلیل ریز و کروی شدن دانه‌ها افزایش می‌یابند. همچنین با افزایش سرعت دورانی مارپیچ‌ها (افزایش نرخ کرنش برشی و تلاطم) مذاب باقیمانده همگن‌تر شده و شعاع بحرانی دانه‌ها برای شروع ناپایداری‌های سطحی افزایش می‌یابد. درنتیجه در شرایط کلی با افزایش سرعت دورانی دانه‌ها ریز و کروی‌تر شده و متعاقباً خواص مکانیکی بهبود یافته است.

جدول ۳ خواص مکانیکی حاصل از آلیاژ مورد مطالعه قبل از رئو اکسترود و بعد از رئو اکسترود در شرایط مختلف

El %	Ys (Mpa)	UTS (Mpa)	عملیات حرارتی	سرعت دورانی	کسر جامد
۰/۸	شکست زودرس		ریخته‌گری در قالب فلزی		
۱۰/۱±۱/٥	٦۲۱±۱۸	٦۸۲±۲۰/٤	T6	٤٥۰	۰/٦
٦/٥±۰/۳	٤۹۹±۱٥	٥٥۳±۱٦/٦	T6	٤٥۰	۰/٥٥
۳/۳±۰/۲	۳۹۰±۱۰/۲	٤۲٥±۱۲/۸	T6	٥٥۰	۰/٥
۱/۹±۰/۱	۳٥۹±۱٤/۲	٤۰۳±۸/۸	T6	۲۸۰	۰/٥

نتیجه‌گیری

۱. در آلیاژهای فوق مستحکم سری ۷۰۰۰ آلومینیم، کم بودن نسبت(Mg+Cu) /Zn و زیاد بودن مجموع عناصر آلیاژی باعث کاهش حساسیت دمایی و درنتیجه افزایش قابلیّت رئواکستروژن می‌شود.

۲. آلیاژی با ترکیب شیمیایی Al-14Zn-9Mg-5.2Cu از نظر ترمودینامیکی برای رئواکستروژن مناسب است.

۳. بیشترین اثر سرعت دورانی بر روی اندازه دانه و کرویت در مورد آلیاژ مورد مطالعه در ٪۶۰ جامد است.

٤. توسّط فناوری مارپیچ دوقلو، اندازه دانه متوسّط به ۱٦ میکرومتر و کرویت به ۰/۸۹ رسیده شد.

۵. در شرایط بهینه فرآوری، استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول به ترتیب ٦۲۱، ٦۸۰ مگاپاسکال و ٪۱۰/۱ به دست آمدند.

٦. اتصال دانه‌ها به یکدیگر و رشد ستونی مهم‌ترین عوامل افزایش اندازه دانه و کاهش کرویت هستند که خواص مکانیکی نهایی را کاهش می‌دهند.

مراجع

1. Memongkol, N. and J. Wannasin, "Development of an Aluminum Semi-Solid Extrusion Process". *Journal of Metals,* Materials and Minerals, Vol.20 No.2 pp. 17-21, (2010).
2. Alipour, M. and M. Emamy, "Effects of Al -5Ti -1B on the structure and hardness of a super high strength aluminum alloy produced by strain-induced melt activation process". Materials & Design, Vol.32 No8, pp. 4485-4492, (2011).
3. Alipour, M., et al., "Effects of pre-deformation and heat treatment conditions in the SIMA process on properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy modified by Al-8B grain refiner". Materials Science and Engineering: A, Vol. 528, No. 13 pp. 4482-4490, (2011)
4. Fan, Z., Semisolid metal processing. International materials reviews, Vol. 47, No.2, pp. 49-85, (2002).
5. Fan, Z ,.X. Fang, and S. Ji, "Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast (RDC) aluminium alloys". Materials Science and Engineering: A. Vol. 412, No.1, pp. 298-306, (2005).
6. Flemings, M.C., "Behavior of metal alloys in the semisolid state. Metallurgical Transactions B". Vol.22, No.3, pp. 269-293, (1991).
7. Flemings, M.C., R. Mehrabian, and D.B. Spencer, "Composition and methods for preparing liquid-solid alloys for casting and casting methods employing the liquid-solid alloys", Google Patents, (1976).
8. Spencer, D.B., R. Mehrabian, and M.C. Flemings, "Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range. Metallurgical Transactions". Vol. 3, No.7, pp. 1925-1932, (1972).
9. Fan, Z., S. Ji, and M. Bevis, "Method and apparatus for making metal alloy castings". Google Patents, (2001).
10. Xia, M., et al., "Continuous twin screw rheo-extrusion of an AZ91D magnesium alloy". Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.43, No.11, pp. 4331-4344, (2012).
11. Ji, S., Z. Fan, and M.J. Bevis, "Semi-solid processing of engineering alloys by a twin-screw rheomoulding process". Materials Science and Engineering: A. Vol.299, No.1, pp. 210-217, (2001).
12. Liu, D., H.V. Atkinson, and H. Jones, "Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the

Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg systems". *Acta Materialia,* Vol.53, No.14, pp. 3807-3819, (2005).

13. Tzimas, E. and A. Zavaliangos, "A comparative characterization of near-equiaxed microstructures as produced by spray casting, magnetohydrodynamic casting and the stress induced", melt activated process. Materials Science and Engineering: A. Vol.289, No.1, pp. 217-227, (2000).
14. Liu, Y.Q. and Z. Fan. "Magnesium alloy selection for semi-solid metal processing". *in Proceedings of the 7th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites,* Tsukuba, Japan, S2P, B35, pp. 587-592, (2002).
15. Camacho, A.M., et al., "Thermodynamic predictions of wrought alloy compositions amenable to semi-solid processing". Acta Materialia. Vol.51, No.8, pp. 2319-2330, (2003).
16. Han, Q. and S. Viswanathan, "The use of thermodynamic simulation for the selection of hypoeutectic aluminum-silicon alloys for semi-solid metal processing". Materials Science and Engineering: A. Vol. 364, No.1, pp. 48-54, (2004).
17. Fan, Z., G. Liu, and Y. Wang, "Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy". *Journal of materials science*. Vol.41, No.12, pp. 3631-3644, (2006).
18. Yang, L.-Q., et al., "Microstructure and mechanical properties of rheo-diecasting AZ91D Mg alloy". Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 20, pp. 862-867, (2010).